

としての強度は製管材料との温度差による変形抵抗の大小による所が大であろうと考えられるので、この附近の工具表面の温度を下げる工夫が工具としては重要となるであろう。

## (18) 高炭素鋼の Acm 炭化物の微少毛割れについて

(Study on the Micro-cracks of Acm Cementite of the Hyper-Eutectoid Steels)

Toshikazu Uesugi

山陽製鋼工 K.K. 工 上 杉 年 一

### I. 緒 言

共析点以下の低合金鋼の白点の欠陥については既に数多くの研究が行われ、また一方 Acm 変態を有する高炭素鋼にも、白点の出ることは報告されているが、その両者の白点発生現象について相違点のあることは明確な説明が与えられていない。筆者は高炭素鋼の白点の欠陥について研究の結果、下記の如き因子によつて Acm 線より析出する網状炭化物中に  $1/10\mu$  程度の中を有する超微少の毛割れが生ずることを電子顕微鏡によつて発見した。

電子顕微鏡で漸く確認できる、この超微少毛割れを筆者は以下“Acm micro-crack”と呼称する。この現象は主として  $200^\circ\text{C}$  以下の過飽和水素に帰因し、従来高炭素鋼に現われる原因不明の白点の欠陥の種々なる特殊現象は、超微少毛割れであるこの“Acm micro crack”が素因となつて生ずるものと結論することによつて、明確に説明される。

よつて、その発見の経過と高炭素鋼の特殊現象について報告する。

### II. 実 験 経 過

1.0% C, 1.5% Cr の高炭素クローム軸受鋼の600 kg 鋼塊を数本、同一チャージより任意に選定し、粗角160 mm 鋼片に鍛伸した後（鍛造比 $\approx 4.0$ ）、鋼塊頭部側に該当する部分より、押湯部を切捨て、長さ約 250 mm の試料を各1本づつ、熱間にて切断し、直ちに下記の如き熱処理を行つた。（一例を示す）

- (a) 鍛伸後直ちに砂冷 24h, 約  $400^\circ\text{C}$  より常温まで空冷
- (b) // // // // // 10h, 約  $550^\circ\text{C}$  // // // //

- (c) // // // // // 5hr, 約  $620^\circ\text{C}$  // // // //
- (d) // // // // //  $400^\circ\text{C}$  まで空冷後、砂冷20h 約  $200^\circ\text{C}$  より空冷
- (e) // // // 直ちに空冷(約4.5h で常温)
- (f) // // // // // (但し鋼塊は長時間軟化焼鈍により脱水素したのものを使用)

実験結果の概要は次の如くである。（試料位置、試験方法等は後述する。）

(1) 中心部全面縦断マクロ腐蝕（硝酸法）ではマクロ的毛割れがない。

(2) 中心部縦断ミクロ（ $\times 600$ ;  $\times 100$ , 鏡面ピクリン酸アルコール腐蝕）にも異常性を認められない。

(3) 中心部常温抗張力と水素量の関係は Fig. 1 にその一例を示す如く、水素量の少ないものは  $80\text{ kg/mm}^2$  以上の抗張力ができるが、水素量約  $3.0\text{ cc}/100\text{g}$  以上になると抗張力が急激に低下する。

(4) Fig. 1（紙面の都合上省略会場で掲示）における抗張力  $55\text{ kg/mm}^2$  以下のものと、抗張力  $80\text{ kg/mm}^2$  以上のものの破断面を比較すると、明瞭な差はなく、抗張力  $55\text{ kg/mm}^2$  以下のものに特に白点的現象は認められない。

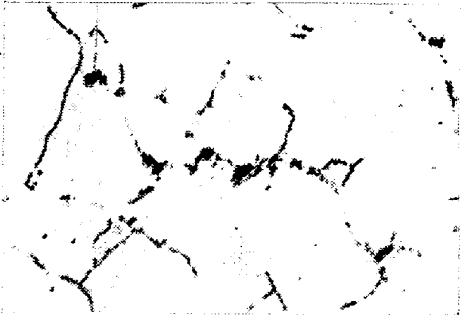
(5) Fig. 1 に見る如く、高温引張試験片の表面には、常温抗張力  $55\text{ kg/mm}^2$  以下のものに cavities を生ずるが、低水素量の抗張力  $80\text{ kg/mm}^2$  以上のものには生じない。

(6) 超音波探傷によれば、高温引張で cavities を生ずる。鋼片試料では  $5\text{m}$  程度で明らかに欠陥波が出るが、 $2\text{m}$  程度では欠陥波は出ない。

この実験によつて水素量約  $3.0\text{ cc}/100\text{gr}$  以上の鋼片には、マクロ的欠陥は存在しないが、何等かの材質的欠陥のあることは確実である。そこで縦断マクロ試料を塩酸で強腐蝕を行うと、上記 (3), (5), (6), の実験で欠陥のである鋼片試料には、繊維状組織を横断するマクロ毛割れを生じた。この試料の腐蝕面を再研磨後、 $\times 100$ ,  $\times 600$  で検鏡すると、このマクロ毛割れは完全に Acm より析出した網状炭化物に沿っている。

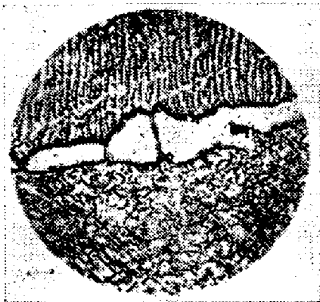
更に上記 (3), (5), (6) の実験で欠陥のである鋼片中心部の試料を、鍛造冷却時の Acm 網状炭化物を消失させないよう  $A_1$  変態点以下の  $700^\circ\text{C}$  で引張試験を行い、表面亀裂を発生させ、その亀裂の最深部を  $\times 300$ ,  $\times 600$  で検鏡すると、Fig. 2. に見る如く、亀裂は網状炭化物の局所々に点状をなして発生し始めていることが確認された。

ここで上記 (2) の試験（ $\times 600$ ）では確認できなかつ



Sodium picarte, Alkaline etch.  $\times 300(2/3)$   
Fig. 2. Micro-structure of cracks of 700°C tension test (Bearing steel)

たが、Acm 線より析出した網状炭化物中に極微少の欠陥があるものと想定して、 $\times 5,000$  の電子顕微鏡で周密な調査をした結果、(3), (5), (6), の実験で欠陥のないものには Acm 炭化物中に何等の異状も認められないが、(3), (5), (6) の実験で材質的に欠陥のである水素量約  $3.0\text{cc}/100\text{gr}$  以上のものには Fig. 3 に見る如く、明らかに Acm 炭化物中に  $1/10\mu$  程度の、ここに筆者が呼称する “Acm micro-cracks” が発見された。



Picral etch.  $\times 5,000(2/3)$   
Fig. 3. Microscopic structure of micro-cracks of Acm cementite of bearing steel, as forged. “Acm micro-cracks”

この “Acm micro-cracks” は、パーライト結晶粒に対して、主として求心的に発生しており、Fig. 2 より想定できる如く、一つのパーライト結晶粒を圍繞する網状炭化物が数ヶ所で割れている場合も見られた。

また上記 (3), (5), (6) の実験で欠陥のである試料を  $850^\circ\text{C}$  油焼入、 $600^\circ\text{C}$  焼戻を行い、破面調査を行うと粒白点が見られる。

この実験によつて高炭素クロム鋼の白点的欠陥は、鋼中水素量がある一定量 (約  $3.0\text{cc}/100\text{gr}$ ) をこえる場合に発生しやすい。即ち、過飽和水素が主原因であり、Acm 線より析出した網状炭化物中に生ずる “Acm micro-cracks” が高炭素鋼の白点的欠陥の素因となつ

て作用することが明らかになつた。

更に、(a)  $1.0\% \text{C}$ ,  $1.5\% \text{Cr}$  の軸受鋼, (b)  $0.75\% \text{C}$ ,  $1.4\% \text{Cr}$  の亜共析鋼, (c)  $1.4\% \text{C}$  のヤスリ鋼, (d)  $1.0\% \text{C}$ ,  $0.8\% \text{Cr-W}$  工具鋼, (e)  $0.80\% \text{C}$  の炭素鋼 (f)  $0.45\% \text{C}$  の Cr-W 工具鋼, (g)  $0.35\% \text{C}$  の Ni-Cr 鋼, (h)  $0.35\% \text{C}$  の Cr-Mo 鋼等の粗角  $160\text{mm}$  鋼片の外周部, 中心部より各種寸法の試験片を作つて、 $1100^\circ\text{C} \times (2\sim 20) \text{h}$  水素処理を施して調査を行い、再確認した。

### III. 結 論

Acm 網状炭化物のある高炭素鋼の白点的欠陥の主な特殊現象は、“Acm micro-crack” が素因となつて生ずる点を挙げて結論すれば、

(1)  $1.0\% \text{C}$  の軸受鋼を  $1100^\circ\text{C} \times 10\text{h}$  水素処理後 (試料は  $\phi 40 \times 150\text{mm}$ )

(a) 空冷

(b)  $900^\circ\text{C}$  より油焼入

(c)  $600^\circ\text{C}$  まで空冷後油焼入

した試料を塩酸マクロ腐蝕すると、(a), (c) には毛割れが多く、(b) の焼入試料には何等毛割れない。またこれらの試料を  $850^\circ\text{C}$  油焼入、 $600^\circ\text{C}$  焼戻後、破面を調査すると、(a), (c) には粒白点を見、(h) には白点認められない。

更に、 $0.75\% \text{C}$ ,  $1.4\% \text{Cr}$  の亜共析鋼を  $1.0\% \text{C}$  の軸受鋼と同様に処理すると、(a), (b), (c) いずれの場合も白点的欠陥はない。 $1.0\% \text{C}$  の軸受鋼のかかる特殊性について Andrew 等<sup>1)</sup> は、焼入状態と空冷状態では鋼中の水素の結合状況に差があるのでなかろうかと述べているが筆者のいう “Acm micro-crack” によつて明確に説明できる。また Dana 等<sup>2)</sup> は亜共析鋼について少量のマルテンサイトの残存する変態応力を主張しているが、 $1.0\% \text{C}$  鋼と  $0.75\% \text{C}$  鋼は、Jominy 試験によると、焼入能ほぼ同一にかかわらず、かかる相異点を生ずるのは “Acm micro-cracks” を考慮しなければ解明できない。

(2) Jominy 試験片を  $1100^\circ\text{C} \times 3\text{h}$  水素処理後、 $850^\circ\text{C}$  より一端を水焼入れ (1分間) して縦断面マクロ腐蝕を行うと、

(a)  $1.0\% \text{C}$ ,  $1.5\% \text{Cr}$  軸受鋼は焼入端反対側  $1/2$  にわたり毛割れが発生するが、 $0.75\% \text{C}$ ,  $1.40\% \text{Cr}$  亜共析鋼はほぼ焼入能同一にかかわらず全面にわたつて毛割れない。

(b)  $1.4\% \text{C}$  ヤスリ鋼は焼入端  $15\text{mm}$  より、ほと

んど全長にわたり毛割れが発生し、また網状炭化物が析出しているが、1.0% C, 0.8% Cr-W 鋼は焼入能強きため全面網状炭化物の析出が不明瞭で、したがって全く毛割れが生じない。

(c) 亜共析鋼の 0.45% C, Cr-W 工具鋼は 1.0% C, 1.5% Cr 軸受鋼と焼入能ほぼ同一にかかわらず毛割れが発生しない。

(3) 1.0% C, 1.5% Cr 軸受鋼を 1100°C×10h 水素処理後 (試料は角 50×1150mm)

(a) 常温まで空冷

(b) (a) 試料を 850°C 油焼入, 600°C 焼戻

(c) (b) 試料を更に 1100°C×3h 加熱後空冷

(d) (a) 試料を 900°C×1h 焼準後 770°C 球状化

(e) (d) 試料を 850°C 油焼入 600°C 焼戻

の熱処理を施して破面を調査すると、(a), (c) には白点は見出し難く、(b), (d), (e) には粒白点が明瞭に見られた。水素処理後、空冷時に析出した Acm 炭化物に生じている “Acm micro-cracks” は、試料をそのまま破断すると粗いパーライト粒界破断の極く一小部分にすぎないので、白点としてこれを検出することができない。これを 1100°C 以下の低温再加熱を行うと、結晶粒はこまかくなり、“Acm micro-cracks” を素因とする破断面はもとの粗いパーライト粒界破断面のため、これが粒白点としてあらわれてくることになる。したがって (a), (c) には白点として見られず (b), (d), (e) には粒白点として見られるのである。

(4) 水素処理を施して水素量 5.0~6.0cc/100gr になった試料でも硝酸、過硫酸アンモン等の発生機の水素を生じないマクロ腐蝕法では何等マクロ面に毛割れを認めないが、塩酸、硫酸等の発生機の水素を生ずる腐蝕法では多数の毛割れが生ずる。即ち、発生機の水素が鋼中に浸入し、“Acm micro-cracks” を拡大して、マクロ的毛割れを起すにいたると考えられる。

(5) 如上の実験研究の結果によつて、高炭素鋼に現われる白点的欠陥の諸現象について、従来究明されなかつた点もこれを網状炭化物中に生ずる超微少毛割れである “Acm micro-cracks” が素因となつて生ずるものであると結論することによつて解明し得るのである。

#### 文 献

- 1) J. H. Andrew, J. Lee, A. K. Mallik, and A. G. Quarell: Journal Iron and Steel Inst. (1946) 153, No. 1, pp. 67~113
- 2) A. W. Dana, Jr., F. J. Shortsleeve, and A. R. Troiano: Journal of Metals. (1955)

August pp. 895~905

## (19) 鋼塊用鑄型材質の研究

(高温熔解・接種について)

(Influence of High-Temperature Melting and Inoculation on the Properties and Life of Ingot Moulds)

Yoshio Hashimoto, et alii

日本鋼管株式会社技術部研究所

堀川一男・○橋本嘉夫・河瀬真一

### I. 緒 言

鋼塊用鑄型の材質は戦後の原料事情の不良な時期にくらべて大いに改善され、昨今の鑄型原単位は著しい低下を示しているが、更に低下させることが要望されている。鑄鉄の材質が高温熔解や接種により向上することは定説になつてはいるが、黒鉛飽和度の高い鑄型用鑄鉄の場合にも効果があれば、これにより更に原単位の低下が望めるわけである。現在当社で使用している大形鑄型は黒鉛飽和度 1.0 前後の共晶組成附近のものであるが、このような材質について高温熔解、接種処理を行つた 6t 鋼塊用鑄型を試作して、処理しない普通のものとの鑄型の材質および寿命の比較を行つた。

### II. 試作鑄型および試験片

試作鑄型の目標成分は 3.8~4.0% TC., 1.3~1.6% Si, 0.5~0.8% Mn, <0.5% P, <0.06% Sとし、高温熔解では 1520°C の出湯温度を目標とし、接種では、Ca-Si 3~3.5 kg/t (Si 量として約 0.2%) を種で或いは鋼移しにより添加した。Table 1 は試験鑄型の製造記録の概要を示したものである。

K. L. 社で高温熔解、K. N. P. 社で接種の試験を行い試作本数は各 3 本とした。6t 鋼塊用 K60D は川崎製鉄所平炉工場、K 68-2 は同転炉工場で一般鑄型と同一条件で使用した。

同一取鍋より乾燥砂型に試験片を鑄込み、鑄込温度は本体と同一にするようにつとめた。試験片は抗折試験 30 mmφ×350 mm, 精密引張試験 35 mmφ×400 mm, 組織および硬度試験 120φ×200 mm とし、同時に 120 mmφ 試片より引張試験片を採取した。なお同一配合の普通操業のものから同様な試片を採取して比較を行つた。

### III. 試験結果および考察